

# ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ ВТ8кд2 ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

**Тамошина Т.А.**

*Руководители – инж. II кат. Степанова А.Ю., доц., к.т.н. Нарыгина И.В.\**

ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда

\* ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого

Президента России Б.Н.Ельцина», г. Екатеринбург

tamoshina@rambler.ru

Как известно [1], полиморфное превращение в титановых сплавах невозможно использовать для устранения текстуры и изменения размера зерна за счет фазовой перекристаллизации, и при незначительных перегревах выше температуры полиморфного превращения ( $T_{ПП}$ ) в этих сплавах наблюдается резкий рост размера зерна. Кроме того, вследствие колебаний марочного состава, а также в зависимости от содержания газовых примесей значения  $T_{ПП}$  могут различаться для разных плавок на 20...40 °С и более. В связи с этим важность точного определения  $T_{ПП}$  состоит в правильном установлении оптимальных режимов деформации и термообработки титановых сплавов.

Материалом исследования служили прутки  $\varnothing$  68 мм из сплава ВТ8кд2, полученные в промышленных условиях на ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» прессованием и дальнейшими прокатками в ( $\alpha+\beta$ )-области. Химический состав прутков приведен в таблице 1.

Таблица 1 Химический состав сплава ВТ8кд2, % (по массе)

Al	V	Fe	Mn	Mo	Ni	Si	Zr	Sn	Cu	W	Cr	H	O	C	N
7,16	0,039	0,095	0,006	3,21	0,028	0,33	<0,0305	0,049	0,013	0,003	0,033	0,003	0,117	0,009	0,002

Буква «к» в маркировке сплава информирует о том, что сплав предназначен для прутковой заготовки, прутка, штамповки или профиля; «д2» – о том, что слиток был получен путем двойного переплава.

Определение  $T_{ПП}$  проводили двумя способами:

1 – расчетным методом по линейному уравнению зависимости  $T_{ПП}$  от содержания (С) легирующих элементов и примесей [1]:  $T_{ПП} = 966,4 + 16,4(C_{Al}-6,5) - 8,1(C_{Mo}-2,5) - 15,75(C_{Cr}-1,5) - 14,2(C_{Fe}-0,4) + 558(C_N-0,01) + 229(C_O-0,08)$ . Значение  $T_{ПП}$ , определенное данным методом, составило 1003 °С;

2 – методом пробных закалок. Нагрев образцов осуществляли в интервале температур 900...1020 °С с шагом 5 °С в с выдержкой 1 час и последующей закалкой в воду.

Анализ микроструктуры проводили на торцевых сечениях прутка.

Определение средней величины  $\beta$ -зерна осуществляли методом сравнения со стандартными эталонами ASTM E112, определение объемной доли первичной  $\alpha$ -фазы – точечным методом путём наложения тестовой сетки с общим числом узлов 441 на фотографию микроструктуры.

Измерения микротвердости по Виккерсу проводили на приборе «Duramin-2» при нагрузке 2 кг на образцах в горячекатаном состоянии и после закалок с 990 и 1020 °С.

Установлено, что микроструктура прутков в горячекатаном состоянии представлена частицами первичной  $\alpha$ -фазы и  $\beta$ -превращенной матрицей пластинчатого строения. Доля первичной  $\alpha$ -фазы составляет 35,6 %, твёрдость структуры 346 HV.

Количественные характеристики изменения объемной доли первичной  $\alpha$ -фазы и среднего размера  $\beta$ -зерна после закалки прутков в интервале температур 990...1020 °С, полученные вышеперечисленными методами, приведены в таблице 2.

Таблица 2 Характеристики объемной доли первичной  $\alpha$ -фазы и среднего размера  $\beta$ -зерна после закалки прутков из сплава ВТ8кд2

Температура закалки, °С	Объемная доля $\alpha$ -фазы, %	Средний размер $\beta$ -зерна балл / мм	
990	16	8,0	0,022
995	10	7,5	0,027
1000	6,35	7,0	0,032
1005	3,17	5,5	0,055
1010	0,22	1,5	0,21
1015	0	0	0,36
1020	0	0	0,51

Согласно данным металлографического и рентгеноструктурного фазового анализов закалка сплава с температуры 990 °С приводит к формированию  $\alpha''$ -мартенситной структуры с глобулярными частицами первичной  $\alpha$ -фазы (рис. 1 а), доля которой составляет 16 %. Твёрдость такого состояния сплава равна 418 HV.

Повышение температуры закалки от 990 °С до 1020 °С приводит к росту  $\beta$ -зерна от 0,022 мм до 0,51 мм соответственно и уменьшению объемной доли первичной  $\alpha$ -фазы в структуре (табл. 2, рис. 2).

Согласно графику зависимости размера  $\beta$ -зерна от температуры закалки (рис. 2) установлено, что наиболее интенсивный рост зерна наблюдается при закалке сплава свыше 1005 °С, когда доля первичной  $\alpha$ -фазы становится менее 7-8 %.

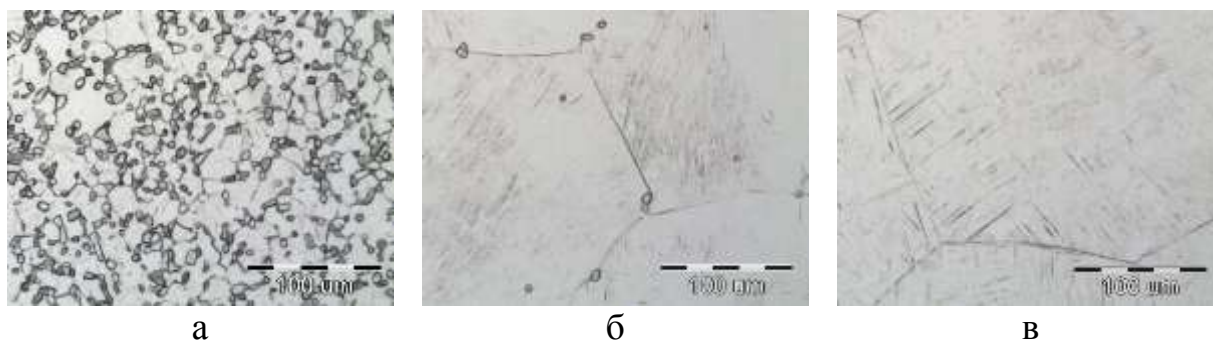


Рис. 1. Микроструктура сплава ВТ8кд2 после закалки с температуры 990 °С (а), 1010 °С (б), 1015 °С (в)

Полное растворение первичной  $\alpha$ -фазы наблюдается при 1015 °С. В этом случае структура однофазна и представлена  $\alpha''$ -мартенситом (рис. 2 в). Твердость после закалки с 1020 °С составляет 451 НВ.

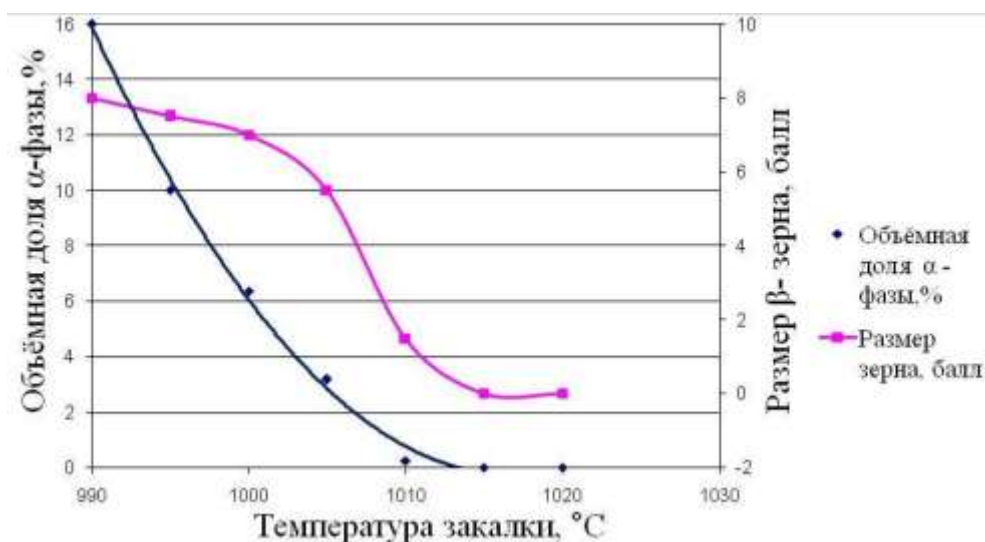


Рис. 2. Зависимость объемной доли  $\alpha$ -фазы и среднего размера  $\beta$ -зерна от температуры нагрева под закалку в сплаве ВТ8кд2

Величина  $T_{\text{III}}$  для данного сплава была определена как среднее между температурой нагрева под закалку, при которой в структуре остается минимальное число участков первичной  $\alpha$ -фазы (1010 °С – рис. 2 б), и температурой нагрева, после закалки с которой сплав имеет однофазную мартенситную структуру (1015 °С – рис. 2 в), и составила 1013 °С. Разница между опытной и расчетной температурой составляет 10 °С, что является допустимым.

#### Список использованных источников

1. Борисова Е. А. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов/ Е. А. Борисова, [и др.]. М.: «Металлургия». 1980. 464 с.